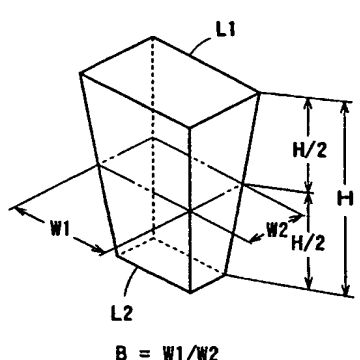
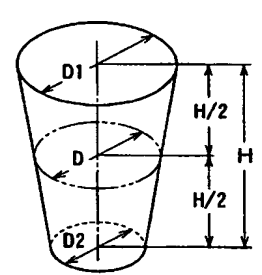


(51) 国際特許分類7 C22C 38/00, 38/14, C21D 8/00, B22D 7/00	A1	(11) 国際公開番号 WO00/56944 (43) 国際公開日 2000年9月28日(28.09.00)
(21) 国際出願番号 PCT/JP00/01587 (22) 国際出願日 2000年3月15日(15.03.00) (30) 優先権データ 特願平11/74807 1999年3月19日(19.03.99) JP 特願平11/178226 1999年6月24日(24.06.99) JP 特願平11/239146 1999年8月26日(26.08.99) JP		(81) 指定国 US, 欧州特許 (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE) 添付公開書類 国際調査報告書
(71) 出願人 (米国を除くすべての指定国について) 住友特殊金属株式会社 (SUMITOMO SPECIAL METALS CO., LTD.)[JP/JP] 〒541-0041 大阪府大阪市中央区北浜4丁目7番19号 Osaka, (JP)		
(72) 発明者; および (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ) 植田雅巳(UEDA, Masami)[JP/JP] 平野健治(HIRANO, Kenji)[JP/JP] 〒564-0043 大阪府吹田市南吹田2丁目19番1号 住友特殊金属株式会社 吹田製作所内 Osaka, (JP) (74) 代理人 本田龍雄(HONDA, Tatsuo) 〒533-0033 大阪府大阪市東淀川区東中島1丁目18番27号 新大阪丸ビル新館6階 本田特許事務所 Osaka, (JP)		
(54)Title: MARAGING STEEL EXCELLENT IN FATIGUE CHARACTERISTICS AND METHOD FOR PRODUCING THE SAME		
(54)発明の名称 疲労特性に優れたマルエージング鋼およびその製造方法		
<div style="display: flex; justify-content: space-around; align-items: center;"> <div style="text-align: center;">  <p>$B = W1/W2$</p> </div> <div style="text-align: center;">  <p> $Tp = (D1 - D2) / H$ $D1 = L1 / \pi$ $D2 = L2 / \pi$ $Rh = H / D$ </p> </div> </div>		
(57) Abstract A first embodiment of the inventive maraging steel which has an essential composition: C: 0.01 % or less, Ni: 8 to 19 %, Co: 8 to 20 %, Mo: 2 to 9 %, Ti: 0.1 to 2 %, Al: 0.15 % or less, N: 0.003 % or less, O: 0.0015 % or less, balance: Fe, and has the component segregation ratios for Ti and Mo in its structure of 1.3 or less each; and another embodiment of the inventive maraging steel which has the above composition and contains a non-metal substance having a size of 30 μm or less. The second embodiment of maraging steel can be easily prepared by subjecting to appropriate plastic working a steel ingot having a taper $Tp = (D1 - D2) \times 100/H$ of 5.0 to 25.0 %, a height-diameter ratio $Rh = H/D$ of 1.0 to 3.0, and a flatness ratio $B = W1/W2$ of 1.5 or less.		

(57)要約

本発明の第1態様のマルエージング鋼は、質量%でC: 0.01%以下、Ni: 8~19%、Co: 8~20%、Mo: 2~9%、Ti: 0.1~2%、Al: 0.15%以下、N: 0.003%以下、O: 0.0015%以下及び残部Feを本質的成分とし、組織中のTi及びMoの成分偏析比が各々1.3以下とされたものである。また、第2態様のマルエージング鋼は、前記成分からなり、組織中の非金属介在物の大きさが30μm以下とされたものである。前記第2態様のマルエージング鋼は、テーパー $T_p = (D_1 - D_2) \times 100 / H$ が5.0~25.0%、高径比 $R_h = H / D$ が1.0~3.0、偏平比 $B = W_1 / W_2$ が1.5以下の鋼塊に適宜の塑性加工を施すことにより容易に得られる。

PCTに基づいて公開される国際出願のパンフメント第一頁に掲載されたPCT加盟国を同定するために使用されるコード(参考情報)

AE	アラブ首長国連邦	DM	ドミニカ	KZ	カザフスタン	RU	ロシア
AG	アンティグア・バーブーダ	DZ	アルジェリア	LC	セントルシア	SD	スーダン
AL	アルバニア	EE	エストニア	LI	リヒテンシュタイン	SE	スウェーデン
AM	アルメニア	ES	スペイン	LK	スリ・ランカ	SG	シンガポール
AT	オーストリア	FI	フィンランド	LR	リベリア	SI	スロヴェニア
AU	オーストラリア	FR	フランス	LS	レソト	SK	スロヴァキア
AZ	アゼルバイジャン	GA	ガボン	LT	リトアニア	SN	シエラ・レオネ
BA	ボスニア・ヘルツェゴビナ	GB	英国	LU	ルクセンブルグ	SS	セネガル
BB	バルバドス	GD	グレナダ	LV	ラトヴィア	SZ	スワジランド
BE	ベルギー	GE	グルジア	MA	モロッコ	TD	チャード
BF	ブルキナ・ファソ	GH	ガーナ	MC	モナコ	TG	トーゴ
BG	ブルガリア	GM	ガンビア	MD	モルドヴァ	TJ	タジキスタン
BJ	ベナン	GN	ギニア	MG	マダガスカル	TM	トルクメニスタン
BR	ブラジル	GR	ギリシャ	MK	マケドニア旧ユーゴスラヴィア	TR	トルコ
BY	ベラルーシ	GW	ギニア・ビサウ		共和国	TT	トリニダード・トバゴ
CA	カナダ	HR	クロアチア	ML	マリ	TZ	タンザニア
CF	中央アフリカ	HU	ハンガリー	MN	モンゴル	UA	ウクライナ
CG	コンゴ	ID	インドネシア	MR	モーリタニア	UG	ウガンダ
CH	スイス	IE	アイルランド	MW	マラウイ	US	米国
CI	コートジボワール	IL	イスラエル	MX	メキシコ	UZ	ウズベキスタン
CM	カメルーン	IN	インド	MZ	モザンビーク	VN	ヴェトナム
CN	中国	IS	アイスランド	NE	ニジェール	YU	ユーゴスラヴィア
CR	コスタ・リカ	IT	イタリア	NL	オランダ	ZA	南アフリカ共和国
CU	キューバ	JP	日本	NO	ノルウェー	ZW	ジンバブエ
CY	キプロス	KE	ケニア	NZ	ニュージーランド		
CZ	チェコ	KG	キルギスタン	PL	ポーランド		
DE	ドイツ	KP	北朝鮮	PT	ポルトガル		
DK	デンマーク	KR	韓国	RO	ルーマニア		

明 細 書

疲労特性に優れたマルエージング鋼およびその製造方法

技術分野

本発明は疲労特性に優れたマルエージング鋼およびその製造方法に関する。

背景技術

マルエージング鋼は、極低炭素－N i 鋼あるいは極低炭素－N i－C o 鋼であって、靱性に富んだマルテンサイト母相に、T i あるいはM o 等の金属間化合物を析出させることにより強化を図った鋼で、靱性に富み、高い強度を有する。しかも溶接性が良好で、熱処理による寸法変化が小さいなど、今までになかった種々の特長を有する。このため、マルエージング鋼は、宇宙開発、海洋開発、原子力利用分野、航空機関係、自動車関係等の先端的技術分野の構造部材として用いられ、また圧力容器、工具、押し出し用ラム、ダイス等の多岐の分野にわたり広範な用途への適用が試みられている。

しかしながら、マルエージング鋼はその高強度と強化機構に起因して以下のような問題をかかえている。すなわち高強度になると材料中の非金属介在物に敏感になり、その応力集中によって疲労強度が低下し、引いては耐久性が劣化する傾向がある。

そこで、かかる問題を解決するため、真空誘導溶解法（V I M）により溶解した後、真空アーク再溶解法（V A R）により再溶解して、N や O を低減規制することにより非金属介在物清浄度を向上させ、これによ

って疲労破壊の起点となる非金属介在物の量を低減することによって、疲労特性の改善が図られている。

上記の技術により、ある程度の耐久性の向上が図られたが、近年、機械や構造物の使用条件が過酷になり、材料の強度特性に対する要求がますます厳しくなっている。また、機械機器や構造物の長期安定性を保証するため、耐久性のより一層の向上が求められている。このため、優れた疲労特性を有する機械構造用マルエージング鋼の開発が要望されるに至っている。また、従来の製造方法では、真空誘導溶解後に真空アーク再溶解を行うため、高価で特殊な真空アーク再溶解設備が必要であり、生産性も低いという問題がある。

本発明はかかる問題に鑑みなされたものであり、優れた疲労特性を有するマルエージング鋼、および真空アーク再溶解を行うことなく、前記マルエージング鋼を容易に製造することができる製造方法を提供することを目的とするものである。この目的は下記の発明により達成される。

発明の開示

本発明のマルエージング鋼は、化学組成が重量％で、

C : 0.01%以下、

Ni : 8~19%、

Co : 8~20%、

Mo : 2~9%、

Ti : 0.1~2%、

Al : 0.15%以下、

N : 0.003%以下、

O : 0.0015%以下

および残部Feを本質的成分としてなり、組織中のTi成分偏析比およ

びM o 成分偏析比が各々 1. 3 以下とされたものである。

この発明のマルエージング鋼は、鋼中のN量およびO量が規制された、非金属介在物が生成しにくい成分の鋼によって形成されるので、真空アーク再溶解を行うことなく、非金属介在物の生成を抑制することができる。さらに、本発明のマルエージング鋼は、Ti成分偏析比およびM o 成分偏析比が各々 1. 3 以下とされたので、成分偏析に起因するバンド組織の生成を抑制することができる。前記バンド組織が生成すると、バンド組織の境界部に強度差が現れ、この境界部が疲労亀裂の起点となる。本発明では、バンド組織の生成が抑制されるので、疲労亀裂が生じにくくなり、優れた疲労特性を得ることができる。

本発明のマルエージング鋼の製造方法は、前記化学組成の鋼を溶解し、溶解した鋼を鑄造して鋼塊を得て、前記鋼塊を鍛練比4以上で熱間鍛造し、次いで得られた鍛造片を1100～1280℃の温度範囲で1回又は2回以上加熱保持し、加熱保持の合計時間を10～100hrとするソーキング処理を施し、その後前記鍛造片に塑性加工を施すものである。

この発明の製造方法によると、鋼を非金属介在物が生成しにくい成分で形成し、所定の条件の下で熱間鍛造、ソーキング処理（均質化成分拡散焼鈍処理）を行うので、非金属介在物量が抑制されるとともにTi成分偏析比およびM o 成分偏析比が各々 1. 3 以下とされたマルエージング鋼を容易に製造することができる。この製造方法の実施に際しては、真空アーク再溶解を行う必要がないので、特殊な設備が不要で、生産性にも優れる。

また、本発明の他のマルエージング鋼は、前記化学成分の鋼によって形成され、組織中の非金属介在物の大きさをその周長を円周とする相当円の直径で表したとき、非金属介在物の大きさが30μm以下とされた

ものである。

このマルエージング鋼によると、鋼を非金属介在物が生成しにくい成分で形成したので、非金属介在物量を抑制することができる。さらに、非金属介在物の大きさを $30\ \mu\text{m}$ 以下としたので、疲労亀裂の進展を促進する大形の非金属介在物が除去されることになり、優れた疲労特性を得ることができる。

前記他のマルエージング鋼中の Ti 成分偏析比および Mo 成分偏析比は各々 1.3 以下とするのがよい。これにより、成分偏析に起因するバンド組織の生成を抑制することができ、疲労特性をより向上させることができる。

本発明の他のマルエージング鋼の製造方法は、前記化学成分を有する鋼を溶解し、溶解した鋼を鑄造して、鋼塊頂部の周長に相当する円周を有する相当円の直径を D_1 、鋼塊底部の周長に相当する円周を有する相当円の直径を D_2 、鋼塊高さを H 、 $H/2$ 位置における鋼塊の周長に相当する円周を有する相当円の直径を D 、 $H/2$ 位置における鋼塊の長辺長さおよび短辺長さをそれぞれ W_1 、 W_2 とするとき、テーパ $T_p = (D_1 - D_2) \times 100 / H$ が 5.0 ~ 25.0 %、高径比 $R_h = H / D$ が 1.0 ~ 3.0、扁平比 $B = W_1 / W_2$ が 1.5 以下である鋼塊を得て、前記鋼塊に塑性加工を施して鋼中の非金属介在物の大きさをその周長を円周とする相当円の直径で表したとき、非金属介在物の大きさを $30\ \mu\text{m}$ 以下とするものである。

この製造方法によると、鑄造の際、大形の非金属介在物が速やかに鋼塊内部から上部へと浮上分離され、鋼塊内部には小形の非金属介在物しか残存しないようになるので、鋼塊に適宜の塑性加工を施すだけで、鋼中の非金属介在物を $30\ \mu\text{m}$ 以下に容易に微細化することができる。このため、真空アーク再溶解を行うことなく、疲労特性に優れたマルエー

ジング鋼を容易に製造することができる。

また、前記製造方法において、前記鋼塊を鍛練比 4 以上で熱間鍛造し、次いで得られた鍛造片に 1100～1280℃の温度範囲で 1 回又は 2 回以上加熱保持し、加熱保持の合計時間を 10～100 hr とするソーキング処理を施し、その後鍛造片に非金属介在物の大きさを 30 μm 以下にする塑性加工を施すのがよい。この方法によれば、鋼中の Ti、Mo の成分偏析比を 1.3 以下にしたマルエーシング鋼を容易に製造することができる。

図面の簡単な説明

図 1 は、第 1 実施例群におけるマルエーシング鋼の Ti 成分偏析比と疲労特性（繰返し回数）との関係を示すグラフである。

図 2 は、第 1 実施例群におけるマルエーシング鋼の鍛練比と Ti 成分偏析比との関係を示すグラフである。

図 3 は、第 1 実施例群におけるマルエーシング鋼のソーキング温度と Ti 成分偏析比との関係を示すグラフである。

図 4 は、第 1 実施例群におけるマルエーシング鋼のソーキング温度と結晶粒度番号との関係を示すグラフである。

図 5 は、第 1 実施例群におけるマルエーシング鋼のソーキング時間と Ti 成分偏析比との関係を示すグラフである。

図 6 は、第 1 実施例群におけるマルエーシング鋼のソーキング時間と結晶粒度番号との関係を示すグラフである。

図 7 は、第 1 実施例群のある実施例の板厚方向の Ti 濃度分布を示すグラフである。

図 8 は、第 1 実施例群のある比較例の板厚方向の Ti 濃度分布を示すグラフである。

図 9 は、テーパー T_p 、高径比 R_h および扁平比 B を説明するための鋼塊の斜視図である。

図 10 は、第 2 実施例群におけるマルエージング鋼の非金属介在物の大きさと疲労強度との関係を示すグラフである。

発明を実施するための最良の形態

本発明者らはマルエージング鋼の化学組成のうち、 Ti と Mo が偏析しやすいことに着目し、この偏析を抑制することが疲労特性の向上に寄与することを見出した。すなわち、鑄造の際に生じた成分偏析が熱間加工や熱処理で除去されない場合、バンド組織が発生し、時効処理後にバンド組織内外で強度が異なるようになり、バンド組織の境界部が疲労亀裂の起点になる。このため、成分偏析を抑制することが疲労寿命の向上に有効である。また、本発明者らは単に非金属介在物の量を抑制しただけでは疲労寿命の向上には限界があり、その大きさを抑制することが有効であることを見出した。本発明はかかる知見を基に完成されたものである。以下、本発明を詳細に説明する。

まず、本発明のマルエージング鋼の化学成分について説明する。本発明のマルエージング鋼は、重量％で、

C : 0.01% 以下、

Ni : 8 ~ 19%、

Co : 8 ~ 20%、

Mo : 2 ~ 9%、

Ti : 0.1 ~ 2%、

Al : 0.15% 以下、

N : 0.003% 以下、

O : 0.0015% 以下

および残部 Fe を本質的成分としてなる。

本発明のマルエージング鋼の成分限定理由は以下のとおりである。

C : 0.01% 以下

C は炭化物を形成し、金属間化合物の析出量を減少させて疲労強度を低下させるため少ないほど好ましく、本発明では 0.01% 以下、好ましくは 0.005% 以下に止めるのがよい。

Ni : 8 ~ 19%

Ni は靱性の高い母相組織を形成させるためには不可欠の元素であり、8% 未満では過少で靱性が劣化する。一方、過多に添加すると母相にマルテンサイト以外にオーステナイトが生じるようになり強度が低下する。このため、Ni 含有範囲の下限を 8%、好ましくは 12%、より好ましくは 16% とし、その上限を 19% とするのがよい。

Co : 8 ~ 20%

Co は Mo を含む金属間化合物の析出を促進し、強度を向上させる。8% 未満では強度低下を生じ、一方 20% を越えて添加すると靱性が低下する。このため、Co 含有範囲の下限を 8% とし、その上限を 20%、好ましくは 15% とするのがよい。

Mo : 2 ~ 9%

Mo は時効処理によって Fe_2Mo 、 Ni_3Mo を析出し、鋼の強化に有効な元素である。その含有量が 2% 未満では強化が不十分となり、一方 9% を越えると鋼中のミクロ偏析が増大し、靱性を低下させる。したがって Mo 含有範囲の下限を 2%、好ましくは 3% とし、その上限を 9%、好ましくは 6% とするのがよい。

Ti : 0.1 ~ 2%

Ti は時効処理によって Ni_3Ti 、 $NiTi$ を析出して、Mo と同様鋼の強化に有効な元素である。その含有量が 0.1% 未満では強化が

不十分となるため、Ti含有範囲の下限を0.1%、好ましくは0.3%とするのがよい。一方、2%を超えると鋼中のミクロ偏析の増大が顕著となり、靱性と疲労強度を低下させる。しかもTi(C, N)系非金属介在物が増加し、耐久性を劣化させる。したがって、Ti含有範囲の上限を2%、好ましくは1.2%とするのがよい。

Al: 0.15%以下

Alは脱酸に有効であるが、0.15%を超えるとアルミナ系酸化物が多くなり、耐久性を低下させるので、上限を0.15%とする。

N: 0.003%以下

Nは疲労強度に悪影響を与える有害元素で、0.003%以下に低減することが重要である。0.003%を超えると、主にTiNが急激に増加し、しかもこれが点列状となるため、疲労強度は著しく低下する。疲労強度に対してはNが少ないほど有利であり、好ましくは0.002%以下、より好ましくは0.001%以下とすることで耐久性がより一段と向上する。

O: 0.0015%以下

Oは酸化物系非金属介在物を形成し、0.0015%以下と低くすることが重要である。0.0015%を超えると疲労強度が著しく低下する。疲労強度に対してはOが少ないほど有利であり、好ましくは0.0010%以下とすることにより耐久性が更に改善される。

本発明のマルエージング鋼は上記成分および残部Feを本質的成分としてなるものであるが、そのほか不可避免の不純物の含有や前記化学成分の作用効果を損なわない範囲で他の元素の添加を妨げるものではない。

なお、不純物であるSi、MnはいずれもSiO₂、MnO、MnS等の非金属介在物を形成し、疲労強度を低下させるので、少ない程好ましく、それぞれ0.05%以下、好ましくは0.02%以下に止めるの

がよい。また、P、Sについても、粒界脆化や非金属介在物形成のために疲労強度を低下させるので、少ない程好ましく、それぞれ0.01%以下、好ましくは0.002%以下に止めるのがよい。

次に、本発明のマルエージング鋼のミクロ組織について説明する。

本発明の第1態様のマルエージング鋼は、その母相が実質的にマルテンサイト単相からなり、さらに組織中のTi成分偏析比およびMo成分偏析比が各々1.3以下とされている。

化学成分の内、TiとMo、特にTiは偏析しやすい。溶鋼を製造する際に鋼塊中にTi、Moの成分偏析が生じると、鋼塊に圧延、鍛造等の塑性加工を施しても成分偏析は解消されず、成分偏析が基になってバンド組織が発生する。そして、塑性加工後のマルエージング鋼に時効処理が施されると、前記バンド組織の内外で強度が大きく変動し、バンド組織の境界部が疲労破壊の起点となり、疲労強度が低下するようになる。特にマルエージング鋼板の場合、板厚が0.5mm以下の薄板になるとバンド組織が顕著になり、その悪影響が著しくなる。この疲労強度の低下は、後述の実施例から明らかなとおり、Ti、Moの成分偏析比が各々1.3を越えると急激に促進される。従って、本発明ではマルエージング鋼のTi、Moの成分偏析比の各々の上限を1.3、好ましくは1.2とする。この偏析比は小さいほどマルエージング鋼の疲労強度は向上する。

本発明でいうTi、Moの成分偏析比とは、マルエージング鋼の厚さ方向におけるTi、Moの最小濃度に対する最大濃度の比（最大濃度／最小濃度）を意味する。マルエージング鋼の材料形態は特に限定されない。例えば、板材、管材など種々の形態を取ることができる。なお、Ti、Mo以外の成分も偏析するが、顕著な成分偏析が生じるTi、Moの成分偏析比を所定の値に抑えることで、Co等の他の成分も問題のな

い範囲に止まる。このため本発明ではTi、Moの成分偏析比のみを規定している。

前記第1態様のマルエージング鋼は、前記化学成分を有する鋼を、好ましくは真空雰囲気中で溶解し、溶解した鋼を鑄造し、これによって得られた鋼塊を鍛錬比4以上で熱間鍛造し、次いで1100～1280℃の温度範囲で1回又は2回以上加熱保持し、加熱保持の合計時間を10～100hrとするソーキング処理を施し、その後、必要に応じて所望の板厚にするため塑性加工、例えば熱間圧延や冷間圧延などを施すことによって製造される。

前記熱間鍛造の鍛錬比（鍛造前断面積/鍛造後断面積）を4以上とするのは、適切な加熱保持条件の下でも鍛錬比が4未満ではTi、Moの偏析ピーク間の距離が大きく、拡散によって十分に平滑化できないようになり、Ti、Moの成分偏析比を1.3以下にすることが困難になるからである。また、ソーキング処理の加熱保持温度（以下、ソーキング温度と呼ぶことがある。）が1100℃未満あるいは加熱保持の合計時間（以下、ソーキング時間と呼ぶことがある。）が10hr未満では適切な鍛錬比の下でも所定のTi、Moの成分偏析比が得られないようになる。一方、ソーキング温度が1280℃超あるいはソーキング時間が100hr超になると、結晶の粗大化が著しく、結晶粒度番号が8未満になり、疲労強度が著しく低下するようになる。これより、ソーキング温度の下限を1100℃、好ましくは1180℃とし、その上限を1280℃、好ましくは1250℃とする。また、ソーキング時間の下限を10hr、好ましくは20hrとし、その上限を100hr、好ましくは72hrとする。なお、ソーキング処理後の鍛造片におけるTi、Moの偏析比は、その後に圧延等の塑性加工が施されてもほとんど変化せず、ほぼ同じ偏析比が維持される。

この製造方法によると、アーク再溶解を行うことなく、非金属介在物量が少なく、またTi、Moの成分偏析比が1.3以下のマルエージング鋼を容易に製造することができる。従って、マルエージング鋼の製造に際し、特殊なアーク再溶解設備が不要であり、鍛造設備、焼鈍炉等の通常の製造設備により所望のマルエージング鋼を容易に製造することができ、生産性も良好である。

次に、本発明の第2態様のマルエージング鋼について説明する。このマルエージング鋼の化学成分は前記第1態様のマルエージング鋼と同様であるのでその説明を省略する。第2態様のマルエージング鋼の組織については、その母相は実質的にマルテンサイト単相からなるものであるが、組織中の非金属介在物の大きさが $30\mu\text{m}$ 以下とされている。なお、非金属介在物の大きさは、その周長を円周とする相当円の直径で表した値である。

疲労強度に関する議論のなかで、炭素鋼などの鋼材における疲労強度は疲労亀裂を発生させる限界の応力と考えられてきたが、最近では、亀裂発生限界応力ではなく、発生した亀裂が伝播を停止する限界の応力であると認識されている。発生した亀裂が伝播を停止している状態は、材料がその亀裂という欠陥を含んでいるということでもあり、もともと自ら作った欠陥の進展で自分自身の疲労強度を決めていると解釈することができる。このため材料が繰り返し負荷を受ける際に自ら作る停留亀裂（伝播を停止する亀裂）より大きい非金属介在物が材料中に存在すると、これが伝播する亀裂の起点になるので、疲労強度が低下する。この場合、後述の実施例から明らかなとおり、組織中の非金属介在物の大きさが $30\mu\text{m}$ を超えると急激に疲労強度が低下するようになる。このため、本発明では組織中の非金属介在物の大きさの上限を $30\mu\text{m}$ 、好ましくは $20\mu\text{m}$ 、より好ましくは $10\mu\text{m}$ とする。特に、マルエージング

鋼を板状に加工する場合、板厚が0.5mm以下の薄板になると、疲労強度に及ぼす非金属介在物の悪影響が著しくなるので、10μm以下とするのがよい。

第2態様のマルエージング鋼においても、前記第1態様のマルエージング鋼と同様、Ti成分偏析比およびMo成分偏析比は各々1.3以下とするのがよい。これによって、バンド組織の生成が抑制され、非金属介在物の大きさを30μm以下に規制することと相まって、疲労強度をより一層向上させることができる。この偏析比は小さいほど疲労強度の向上には効果的である。

第2態様のマルエージング鋼は、前記化学成分の鋼を、好ましくは真空雰囲気中で溶解した後、その溶鋼を特定の寸法関係を有する鋳型にて鋳造し、これによって得られた特定の寸法関係を有する鋼塊に適宜の塑性加工を施すことにより、あるいは塑性加工にソーキング処理を併用することによって製造される。

前記鋼塊は、図9に示すように、鋼塊頂部の周長 L_1 に相当する円周を有する相当円の直径を D_1 、鋼塊底部の周長 L_2 に相当する円周を有する相当円の直径を D_2 、鋼塊高さを H 、 $H/2$ 位置における鋼塊の周長に相当する円周を有する相当円の直径を D 、 $H/2$ 位置における鋼塊の長辺長さおよび短辺長さをそれぞれ W_1 、 W_2 とするとき、テーパ $T_p = (D_1 - D_2) \times 100 / H$ が5.0～25.0%、高径比 $R_h = H / D$ が1.0～3.0、扁平比 $B = W_1 / W_2$ が1.5以下とされている。前記鋼塊の寸法は、鋳型の鋳造部寸法をも規定するものである。ここで、鋼塊（鋳型）を規定する寸法パラメータとして、前記テーパ T_p 、高径比 R_h 、扁平比 B を選択した理由を説明する。

製品の健全性や品質維持に大きな影響をあたえる鋼塊の不均質性の原因は、鋼塊の凝固に際しての鋼の物理的および化学的性質の変化に基づ

くものである。鋼の液体および固体における各種元素の溶解度および拡散速度、密度、熱伝導度などの相違は各種元素の偏析、引け巣、パイプ、気泡、非金属介在物などの欠陥を生じ、鋼塊の不均質性の原因となる。一般に、良質な鋼塊を得るためには、溶鋼の十分な精錬が基礎となるが、均質かつ欠陥の少ないものを得るためには上記の理由により溶鋼の凝固過程の適切な制御が必要である。

溶鋼が鋳型に注湯されると、まず鋳型壁上で生成した核を起点として無秩序な方向に成長したチル層が形成され、その後柱状晶帯が形成される。柱状晶は鋳型に熱が流れた結果、成長したものであるから、鋳型壁面に対してほぼ垂直に、すなわち熱抽出と反対の方向に成長している。また非金属介在物は柱状晶の成長方向に押し出されて、鋳型内の溶鋼の上方へ浮上分離していく。このため、鋳型のテーパー（両側テーパー） T_p を非金属介在物の浮上分離に関与する寸法パラメータの一つとして採用した。

また、鋳型内における縦凝固速度と横凝固速度とのバランスも非金属介在物の浮上分離に関与する要因の一つと考えられる。すなわち、鋳型内で非金属介在物を浮上分離させるためには、溶湯を底部から順次上方に向かって凝固させなければならない。そこで、縦凝固速度に関係する高径比 R_h と横凝固速度に関係する扁平比 B をも鋳型の寸法パラメータとして選んだ。なお、縦とは鋼塊あるいは鋳型の鉛直方向を、横とは水平方向を意味する。

後述の実施例から明らかなように、テーパー T_p を5.0%以上、好ましくは10%以上とし、高径比 R_h を3.0以下、好ましくは2.5以下とし、また扁平比 B を1.5以下、好ましくは1.2以下とすることで、大形の非金属介在物が速やかに鋳型の内部から上部へと浮上分離し、鋼塊内部には小形の非金属介在物しか残存しないようになる。一方

、 T_p が25.0%を超えると、テーパーが大きくなり過ぎ、鋼塊の肩部の吊り切れ現象（凝固収縮に伴って生じる鋼塊本体の沈下が鑄型で局部的に阻止され、その阻止部がその下方の鋼塊部分の重量に耐えられないで横割れが生じる現象）が発生するようになる。このため、 T_p の上限を25.0%、好ましくは20%以下とする。また、高径比 R_h が1.0未満では、鋼塊内部に引け巣が発生するようになるので、 R_h の下限を1.0、好ましくは1.5とする。なお、従来の鑄型は、一般的にテーパー T_p が3%程度である。

この製造方法によると、所定の化学成分に溶解した鋼を、真空アーク再溶解を行うことなく、前記寸法関係の鋼塊が鑄造される鑄型にて鑄造し、鑄造によって得られた鋼塊に対して適宜の塑性加工を施すだけで、鋼中の非金属介在物の大きさを $30\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $20\mu\text{m}$ 以下、より好ましくは $10\mu\text{m}$ 以下にすることができる。

前記鋼塊に対する塑性加工としては、熱間鍛造、圧延（熱間圧延、あるいはさらに冷間圧延）などを適用することができる。この場合、 T_i 、 M_o の成分偏析比を1.3以下にするために、既述のように、前記鋼塊を鍛錬比4以上で熱間鍛造し、次いで $1100\sim 1280^\circ\text{C}$ の温度範囲で1回又は2回以上加熱保持し、加熱保持の合計時間を $10\sim 100\text{h}$ とするソーキング処理を施すのがよく、その後、必要に応じて所望の板厚を得るために圧延等の塑性加工を施せばよい。

以下、本発明を実施例によってさらに説明するが、本発明は以下の実施例によって限定的に解釈されるものではない。

第1実施例群

下記表1の化学成分の鋼を真空誘導溶解法により溶解し、溶解した鋼を直方体状の鑄型（テーパー $T_p=3\%$ ）に鑄込み、得られた各鋼塊（

1000 kgf) を表2および表3の製造条件に従って熱間鍛造し、さらに必要に応じてソーキング処理を行った後、熱間圧延および冷間圧延を施して板厚0.3 mmの薄板に加工した。各薄板から圧延方向に沿って長さ100 mm、幅10 mmの試験片を採取し、820℃(保持温度) - 1 h r (保持時間) の溶体化処理を行い、480℃ - 4 h r の時効処理を施した後、450℃ - 6 h r のNH₃ガス窒化処理を施した。なお、この実施例群では、鋼塊の平均厚さから0.3 mmの薄板までの全圧下率は約99.9%であった。

こうして得られた試料を用いて、Ti、Moの成分偏析比を調べた。成分偏析比は、各試料の板厚方向にEPMAで線分析することによりTi、Mo濃度の最大値と最小値とを測定し、その比(最大値/最小値)を算出した。なお、試料の表面から30 μmまでの表層部には窒化層が存在するので、表層部を除いてX線を走査させた。

また、各試料に対し、圧延方向(長さ方向)に沿った断面を光学顕微鏡観察(400倍)し、JIS G 0511に規定された鋼のオーステナイト結晶粒度試験方法に従って結晶粒度番号を測定した。

また、各試料を用いて疲労特性を評価した。疲労特性の評価は、繰返し応力30 kgf/mm²一定のもとで片振り試験を行い、試験片が破壊するまでの繰返し回数(N)を求め、これによって評価した。これらの調査結果を表2および表3に併せて示す。なお、Ti成分偏析比を算出するに際して用いた試料のEPMA分析結果の一例を図7、図8に示す。図7は実施例(試料No. 27)であり、図8は比較例(試料No. 21)である。

表 1

鋼種 No.	化 学 成 分 (mass %, 残部 : 実質的に F e)							
	C	N i	C o	M o	T i	A l	N	O
A	0.003	15.3	18.7	2.2	1.93	0.06	0.0026	0.0011
* B	0.006	12.7	16.1	3.8	<u>2.75</u>	0.15	0.0005	0.0005
C	0.005	12.8	17.6	4.1	1.71	0.13	0.0022	0.0010
* D	0.005	9.1	18.5	4.2	<u>2.51</u>	0.07	0.0010	0.0014
E	0.008	18.8	8.2	3.4	0.55	0.15	0.0012	0.0012
* F	0.009	<u>7.4</u>	10.7	3.7	0.42	0.15	0.0009	0.0008
G	0.004	8.7	12.2	4.8	1.28	0.08	0.0019	0.0011
* H	0.008	17.6	<u>23.4</u>	3.5	0.13	0.12	0.0006	0.0009
I	0.007	15.8	15.4	8.4	0.83	0.07	0.0010	0.0005
* J	0.003	15.2	14.8	<u>10.4</u>	1.16	0.04	0.0010	0.0010

(注) 下線成分は発明成分範囲外であることを意味する。

鋼種No. に*を付したものは比較鋼種である。

表 2

試料 No	鋼種 No	鍛錬 比	ソーキング条件		T i 成分 偏析比	M o 成分 偏析比	結晶 粒度 番号	繰り返し 回数 N
			温度 ℃	時間 h r				
* 1	A	2.1	1100	10	1.66	1.41	9	7.9×10^8
* 2	"	3.3	"	"	1.44	1.36	10	8.5×10^8
3	"	4.2	"	"	1.28	1.25	10.5	1.1×10^9
4	"	5.5	"	"	1.15	1.13	10.5	1.2×10^9
5	"	7.2	"	"	1.08	1.05	11	1.3×10^9
* 6	B	6.8	"	"	1.73	1.56	11	5.6×10^7
* 11	C	4.0	1000	20	1.62	1.60	11	5.9×10^8
* 12	"	"	1050	"	1.59	1.56	11	6.4×10^8
13	"	"	1100	"	1.30	1.28	11	1.1×10^9
14	"	"	1150	"	1.28	1.26	10.5	1.1×10^9
15	"	"	1200	"	1.23	1.23	10.5	1.1×10^9
16	"	"	1250	"	1.20	1.20	9.5	1.1×10^9
17	"	"	1280	"	1.18	1.17	8	1.2×10^9
* 18	"	"	1300	"	1.18	1.15	7.5	7.1×10^8
* 19	D	"	1280	"	1.57	1.17	10	4.9×10^7
* 21	E	4.0	1000	72	1.55	1.50	10.5	8.8×10^6
* 22	"	"	1050	"	1.39	1.37	10.5	9.0×10^6
23	"	"	1100	"	1.28	1.25	10	1.1×10^9
24	"	"	1150	"	1.25	1.21	9.5	1.1×10^9
25	"	"	1200	"	1.21	1.18	9	1.2×10^9
26	"	"	1250	"	1.16	1.12	8.5	1.2×10^9
27	"	"	1280	"	1.13	1.10	8	1.3×10^9
* 28	"	"	1300	"	1.12	1.10	7.5	1.3×10^7
* 29	F	"	1200	"	1.07	1.06	9	2.4×10^7

(注) 試料No. に*を付したものは比較例である。

表 3

試料 No	鋼種 No	鍛錬 比	ソーキング条件		T i 成分 偏析比	M o 成分 偏析比	結晶 粒度 番号	繰り返し 回数 N
			温度 ℃	時間 h r				
* 31	G	4.0	1100	0	1.57	1.55	11	8.5×10^6
* 32	"	"	"	5	1.37	1.35	11	1.5×10^7
33	"	"	"	10	1.29	1.26	10.5	1.2×10^9
34	"	"	"	24	1.27	1.25	10	1.2×10^9
35	"	"	"	48	1.26	1.23	9	1.1×10^9
36	"	"	"	72	1.26	1.22	8.5	1.1×10^9
* 37	H	"	"	100	1.07	1.06	9.5	6.4×10^7
* 41	I	4.0	1280	5	1.36	1.42	10	8.2×10^6
42	"	"	"	10	1.26	1.30	9.5	1.3×10^9
43	"	"	"	24	1.23	1.24	9.5	1.2×10^9
44	"	"	"	48	1.19	1.21	9	1.1×10^9
45	"	"	"	72	1.11	1.15	8.5	1.1×10^9
46	"	"	"	100	1.07	1.10	8	1.1×10^9
* 47	"	"	"	120	1.07	1.10	7.5	7.6×10^6
* 48	J	"	"	48	1.24	1.31	8.5	5.3×10^6

(注) 試料No. に*を付したものは比較例である。

表2および表3より、実施例は、すべて繰り返し回数が 1×10^9 回以上であり、優れた疲労特性を有していることがわかる。試料No. 21~27について、Ti成分偏析比と疲労試験の繰り返し回数との関係を整理したグラフを図1に示す。これよりTi成分偏析比が1.3以下で、疲労特性が急速に向上することがわかる。Moについても同様の傾向が認められた。

また、本発明の化学成分を満足する成分（発明成分）を有する鋼種Aを用い、熱間鍛造後に 1100°C で10hrのソーキング処理を施した試料No. 1~5につき、鍛錬比とTi成分偏析比との関係を整理したグラフを図2に示す。これより、Ti成分偏析比は鍛錬比の増大に伴い減少し、鍛錬比を4以上にすることで、Ti成分偏析比が1.3以下になることがわかる。Moについても同様である。

また、発明成分である鋼種Cを用い、鍛錬比4で熱間鍛造後に加熱保持時間を20hrとして種々のソーキング温度でソーキング処理を施した試料No. 11~18について、ソーキング温度とTi成分偏析比との関係を整理したグラフを図3に示す。これより、Ti成分偏析比はソーキング温度の増大に伴い減少し、ソーキング温度を 1100°C 以上にすることで、Ti成分偏析比が1.3以下になることがわかる。Moについても同様である。

同様に、発明成分である鋼種Eを用い、鍛錬比を4、ソーキング時間を72hrとして種々のソーキング温度でソーキングを施した試料No. 21~28について、ソーキング温度と結晶粒度番号の関係を整理したグラフを図4に示す。これより、結晶粒度番号はソーキング温度の増大に伴い減少（すなわち結晶は粗大化）し、ソーキング温度が 1280°C を超えると結晶粒度番号は8未満になることがわかる。試料No. 28から明らかなように、結晶粒度番号が8未満になると疲労強度が著しく低

下する。なお、試料No. 21、22は、結晶粒度は良好であるが、ソーキング温度が低いために、適正なTi、Mo成分偏析比が得られていない。

また、発明成分である鋼種Gを用い、鍛錬比4で熱間鍛造後にソーキング温度を1100℃として種々のソーキング時間でソーキングを施した試料No. 31～36について、ソーキング時間とTi成分偏析比との関係を整理したグラフを図5に示す。これより、Ti成分偏析比はソーキング時間の増大に伴い減少し、ソーキング時間を10hr以上にする事で、Ti成分偏析比が1.3以下になることがわかる。Moについても同様である。

同様に、発明成分である鋼種Iを用い、鍛錬比を4、ソーキング温度を1280℃として種々のソーキング時間でソーキングを施した試料No. 41～47について、ソーキング時間と結晶粒度番号の関係を整理したグラフを図6に示す。これより、結晶粒度番号はソーキング時間の増大に伴い減少し、ソーキング時間が100hrを超えると結晶粒度番号は8未満になり、試料No. 47から明らかなように疲労強度が著しく低下することがわかる。

第2実施例群

下記表11の化学成分（すべて発明成分）の鋼を真空誘導溶解法により溶解し、溶解した鋼を、表12および表13に示すテーパーTp、高径比Rh、扁平比Bを有する鋼塊が得られるように製作された種々の鋳型に注湯し、得られた各鋼塊（500kgf）を同表に示す鍛錬比にて熱間鍛造し、必要に応じてソーキング処理を施した後、熱間圧延および冷間圧延を施して板厚0.3mmの薄板に加工した。前記第1実施例群と同様の条件で、各薄板から圧延方向に沿って試験片を採取し、溶体化処理

を行い、時効処理を施した後、 NH_3 ガス窒化処理を施した。なお、この実施例群においても、鋼塊の平均厚さから 0.3 mm の薄板までの全圧下率は約 99.9 % であった。

表 1 1

鋼種 No.	化 学 成 分 (wt%, 残部 : 実質的に Fe)								強度水準 kgf/mm ²
	C	Ni	Co	Mo	Ti	Al	N	O	
A	0.005	13.3	14.7	2.4	0.2	0.08	0.0028	0.0013	150級
B	0.003	17.8	8.9	4.8	0.4	0.12	0.0017	0.0006	200級
C	0.008	17.6	12.3	3.8	1.7	0.10	0.0015	0.0005	230級
D	0.006	8.2	18.3	9.0	0.8	0.05	0.0021	0.0008	270級

こうして得られた各試料を用いて、非金属介在物の大きさ並びに Ti、Mo の成分偏析比を調べた。非金属介在物の大きさは、片振り試験片の破断面を SEM (走査型電子顕微鏡) によって観察し、破断の起因になった非金属介在物を特定し、その周長を円周とする相当円の直径を非金属介在物の大きさとして求めた。また、成分偏析比は、前記第 1 実施例群と同様にして求めた。

また、各試料を用いて疲労特性を調べた。疲労強度は、片振り試験を行い、繰返し数 10^7 回の繰返し荷重を受けても破断しない限界の最大応力によって評価した。これらの調査結果を表 1 2 および表 1 3 に併せて示す。同表には、成分偏析比の大きい A 系列の試料 (試料 No. の数字に A を付したもの) と成分偏析比の小さい B 系列の試料 (試料 No. の数字に B を付したもの) とを並べて表示した。また、非金属介在物の大きさと疲労強度との関係を整理したグラフを図 1 0 に示す。なお、表 1 2、表 1 3 の備考において、①は非金属介在物の大きさが $30 \mu\text{m}$ 以下の実施例、②は非金属介在物の大きさが $30 \mu\text{m}$ 以下で、かつ Ti および Mo の成分偏析比が 1.3 以下の実施例を示す。その他は比較例で

ある。

表 1 2

試料 No.	鋼塊 No.	鋼塊条件			鍛錬比	ソーキング条件		介在物の 大きさ μm	Ti成分 偏析比	Mo成分 偏析比	疲労強度 kgf/mm ²	備考
		テーパー Tp %	高径比 Rh	扁平比 B		温度 ℃	時間 h					
1A	A	17.6	1.9	1.2	3.5	1050	10	3.2	1.52	1.40	60.1	①
1B	"	"	"	"	6.5	1230	72	3.5	1.28	1.25	69.7	②
2A	"	11.1	2.5	1.0	3.5	1050	10	9.8	1.46	1.37	58.8	①
2B	"	"	"	"	4.6	1280	48	9.4	1.2	1.13	67.3	②
3A	"	5.5	2.5	1.0	3.5	1050	10	25.2	1.42	1.36	54.4	①
3B	"	"	"	"	5.3	1230	96	27.8	1.13	1.10	60.2	②
4A	"	3.7	2.8	1.7	3.5	1050	10	37.2	1.43	1.35	35.4	
4B	"	"	"	"	7.2	1180	96	35.0	1.10	1.05	38.2	
5A	B	8.3	1.8	1.5	2.8	—	—	28.4	1.49	1.40	76.5	①
5B	"	"	"	"	5.5	1200	48	27.1	1.27	1.22	85.3	②
6A	"	14.7	1.9	1.1	2.8	—	—	8.6	1.56	1.53	82.5	①
6B	"	"	"	"	4.5	1200	48	7.7	1.30	1.26	91.2	②
7A	"	5.8	3.3	2.0	2.8	—	—	50.5	1.42	1.38	43.2	
7B	"	"	"	"	3.0	1200	48	53.4	1.36	1.25	46.4	
8A	"	1.5	3.4	1.4	2.8	—	—	95.6	1.41	1.36	36.7	
8B	"	"	"	"	7.5	1280	96	97.6	1.07	1.03	40.3	

表 13

試料 No.	鋼塊 No.	鋼塊条件			鍛錬比	ソーキング条件		介在物の 大きさ μm	Ti成分 偏析比	Mo成分 偏析比	疲労強度 kgf/mm ²	備考
		テーパー Tp %	高径比 Rh	扁平比 B		温度 ℃	時間 h					
9A	C	9.3	2.3	1.3	3.0	1100	24	22.3	1.55	1.52	83.8	①
9B	"	"	"	"	6.8	1150	72	25.6	1.26	1.23	91.8	②
10A	"	14.7	2.8	1.3	3.0	1100	24	11.1	1.6	1.55	90.6	①
10B	"	"	"	"	6.8	1180	72	12.5	1.26	1.25	99.6	②
11A	"	9.0	1.5	1.8	3.0	1100	24	45.8	1.52	1.48	45.2	
11B	"	"	"	"	6.8	1230	72	40.0	1.27	1.22	47.0	
12A	"	10.4	4.1	1.4	3.0	1100	24	117.0	1.58	1.50	32.1	
12B	"	"	"	"	6.8	1200	72	112.4	1.29	1.26	33.1	
13A	D	7.5	3.0	1.5	2.5	1230	5	28.5	1.40	1.33	94.0	①
13B	"	"	"	"	4.8	1230	96	27.3	1.11	1.10	103.3	②
14A	"	17.5	1.7	1.4	2.5	1230	5	15.2	1.45	1.40	105.2	①
14B	"	"	"	"	4.8	1230	48	14.4	1.26	1.23	115.1	②
15A	"	3.2	2.1	1.2	2.5	1230	5	42.7	1.38	1.37	51.2	
15B	"	"	"	"	4.8	1230	72	46.5	1.19	1.16	52.4	
16A	"	2.7	3.8	2.3	2.5	1230	5	106.4	1.35	1.35	44.8	
16B	"	"	"	"	4.8	1230	96	101.2	1.10	1.10	45.1	

表 1 2、表 1 3 および図 1 0 より、非金属介在物の大きさが $30\ \mu\text{m}$ を境として、それ以下で疲労強度が著しく向上しており、実施例では優れた疲労強度を有している。また、非金属介在物が $30\ \mu\text{m}$ 以下の領域においても、成分偏析比の小さい B 系列の試料は、疲労強度がより一層向上している。

産業上の利用可能性

本発明のマルエージング鋼およびその製造方法は、疲労特性のほか、高靱性、高強度、溶接性、熱処理に対する寸法安定性などの特性が求められる各種鋼部材の素材およびその製造方法として好適に利用される。

請求の範囲

1. 化学組成が重量%で、

C : 0.01%以下、

Ni : 8~19%、

Co : 8~20%、

Mo : 2~9%、

Ti : 0.1~2%、

Al : 0.15%以下、

N : 0.003%以下、

O : 0.0015%以下

および残部Feを本質的成分としてなり、組織中のTi成分偏析比およびMo成分偏析比が各々1.3以下である疲労特性に優れたマルエージング鋼。

2. 請求の範囲第1項に記載した成分を有する鋼を溶解し、

溶解した鋼を鑄造して鋼塊を得て、

前記鋼塊を鍛練比4以上で熱間鍛造し、次いで得られた鍛造片を1100~1280℃の温度範囲で1回又は2回以上加熱保持し、加熱保持の合計時間を10~100hrとするソーキング処理を施し、

その後前記鍛造片に塑性加工を施す疲労特性に優れたマルエージング鋼の製造方法。

3. 化学成分が重量%で、

C : 0.01%以下、

Ni : 8~19%、

Co : 8~20%、

Mo : 2~9%、

Ti : 0.1 ~ 2 %,

Al : 0.15 % 以下、

N : 0.003 % 以下、

O : 0.0015 % 以下

および残部 Fe を本質的成分としてなり、組織中の非金属介在物の大きさをその周長を円周とする相当円の直径で表したとき、非金属介在物の大きさが $30\text{ }\mu\text{m}$ 以下である疲労特性に優れたマルエージング鋼。

4. 組織中の Ti 成分偏析比および Mo 成分偏析比が各々 1.3 以下である請求の範囲第 3 項に記載した疲労特性に優れたマルエージング鋼。

5. 請求の範囲第 3 項に記載した化学成分を有する鋼を溶解し、

溶解した鋼を鑄造して、鋼塊頂部の周長に相当する円周を有する相当円の直径を D_1 、鋼塊底部の周長に相当する円周を有する相当円の直径を D_2 、鋼塊高さを H 、 $H/2$ 位置における鋼塊の周長に相当する円周を有する相当円の直径を D 、 $H/2$ 位置における鋼塊の長辺長さおよび短辺長さをそれぞれ W_1 、 W_2 とするとき、テーパ $T_p = (D_1 - D_2) \times 100 / H$ が 5.0 ~ 25.0 %、高径比 $R_h = H / D$ が 1.0 ~ 3.0、扁平比 $B = W_1 / W_2$ が 1.5 以下である鋼塊を得て、

前記鋼塊に塑性加工を施して鋼中の非金属介在物の大きさをその周長を円周とする相当円の直径で表したとき、非金属介在物の大きさを $30\text{ }\mu\text{m}$ 以下とする疲労特性に優れたマルエージング鋼の製造方法。

6. 請求の範囲第 3 項に記載した化学成分を有する鋼を溶解し、

溶解した鋼を鑄造して、請求の範囲第 5 項に記載したテーパ T_p 、高径比 R_h および扁平比 B を有する鋼塊を得て、

前記鋼塊を鍛練比 4 以上で熱間鍛造し、

次いで得られた鍛造片に $1100 \sim 1280^\circ\text{C}$ の温度範囲で 1 回又は 2 回以上加熱保持し、加熱保持の合計時間を $10 \sim 100\text{ hr}$ とするソ

ーキング処理を施し、

その後鍛造片に塑性加工を施して鋼中の非金属介在物の大きさを請求の範囲第5項に記載した大きさを $30\mu\text{m}$ 以下とする疲労特性に優れたマルエージング鋼の製造方法。

THIS PAGE BLANK (USPTO)

1/5

Fig. 1

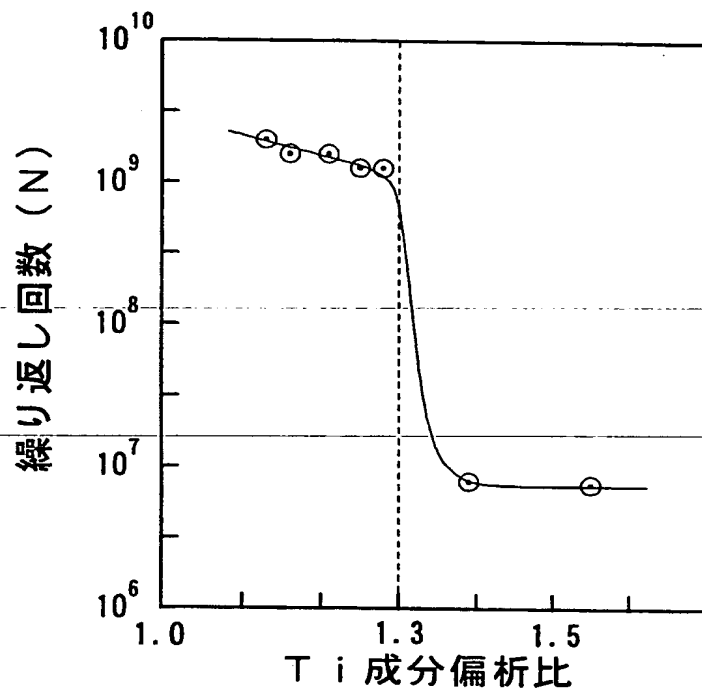
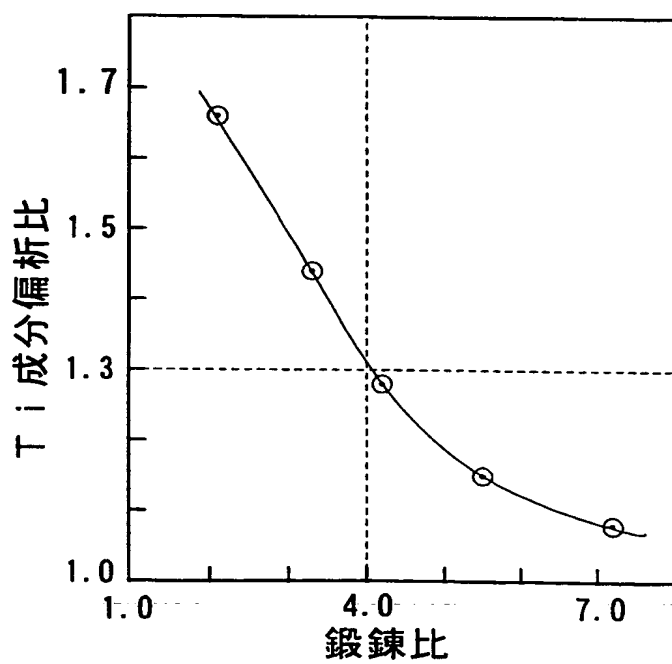


Fig. 2



THIS PAGE BLANK (USPTO)

2/5

Fig. 3

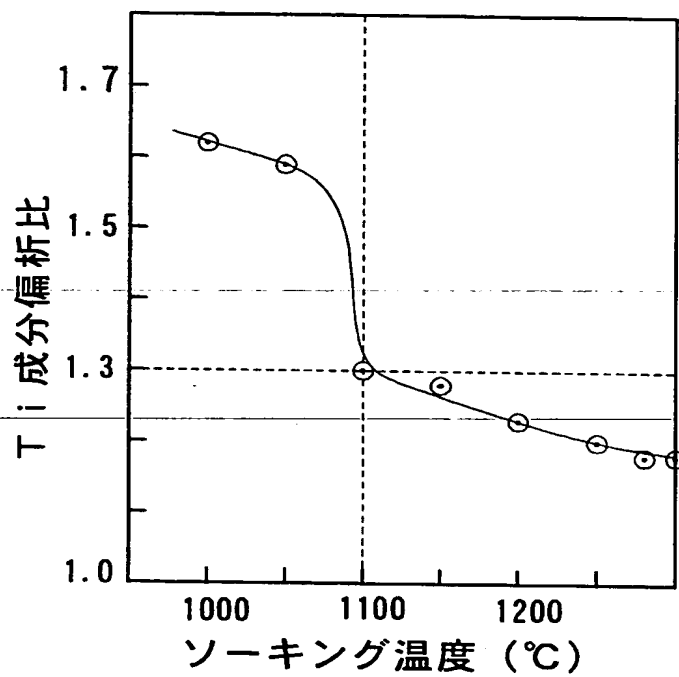
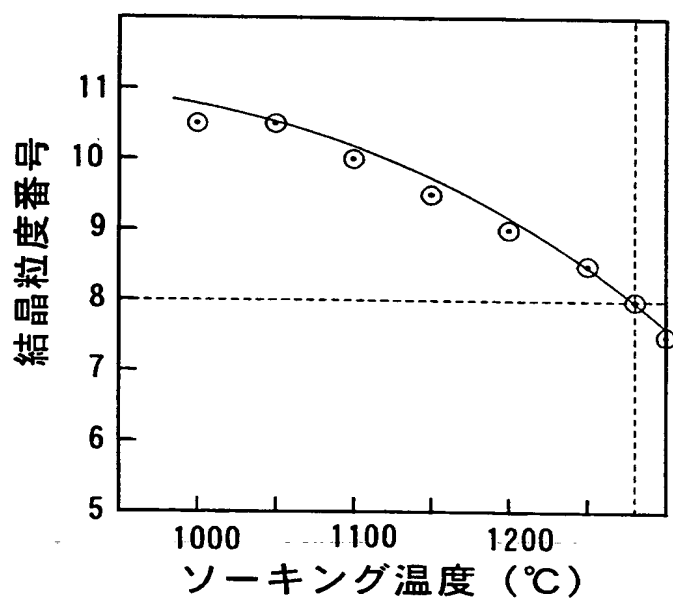


Fig. 4



THIS PAGE BLANK (USPTO)

3/5

Fig. 5

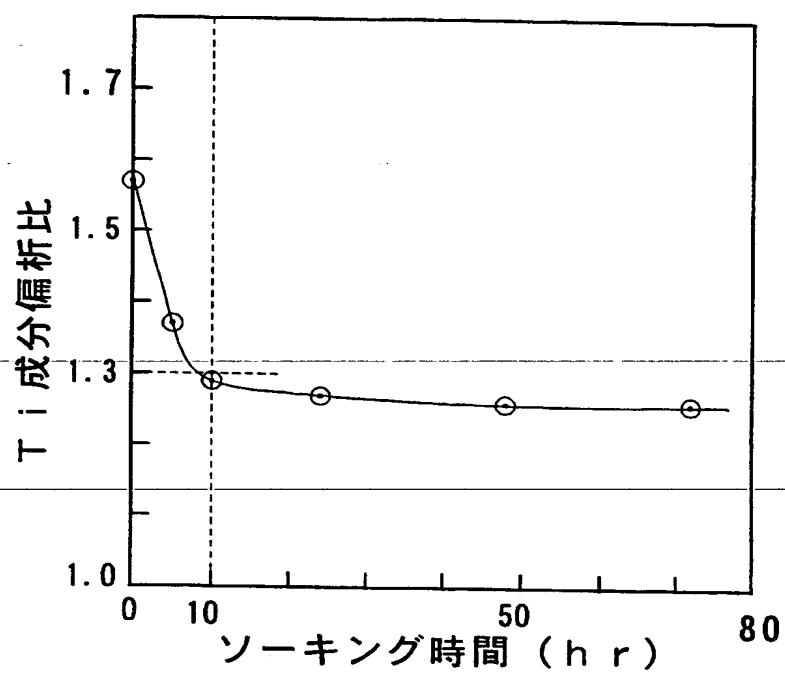
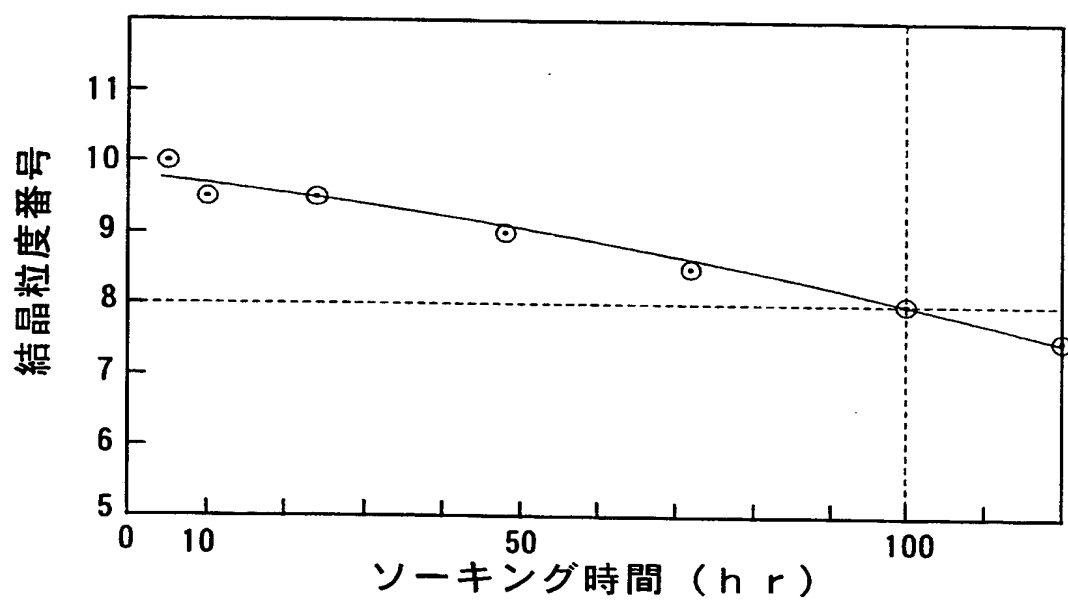


Fig. 6





THIS PAGE BLANK (USPTO)

4/5

Fig. 7

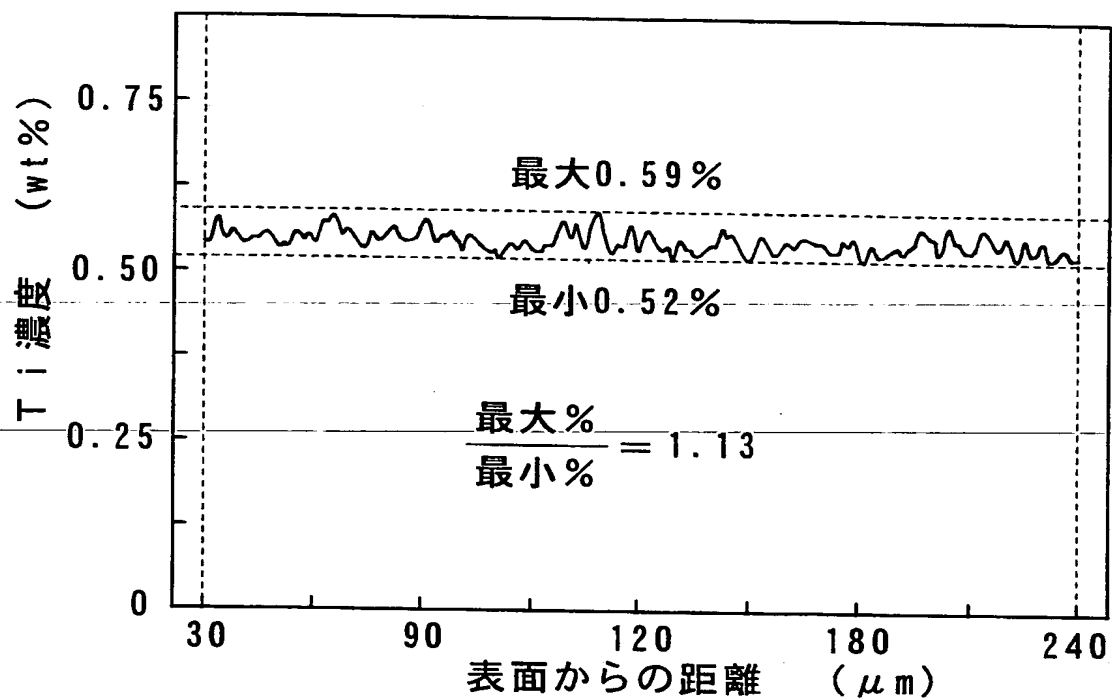
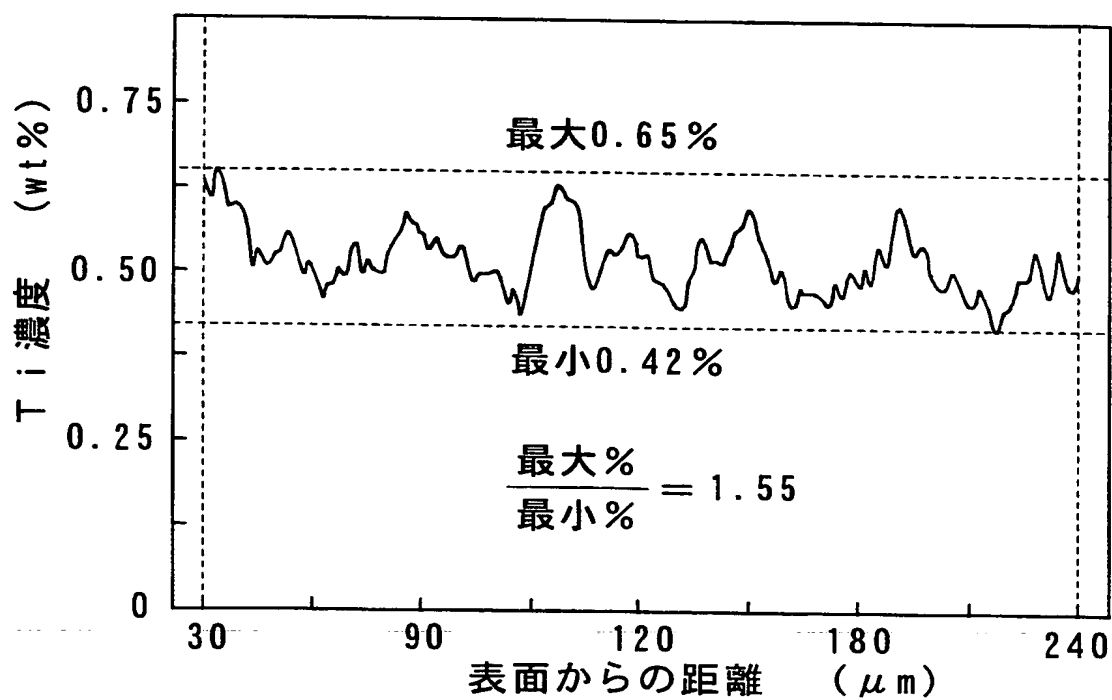


Fig. 8



THIS PAGE BLANK (USPTO)

Fig. 9

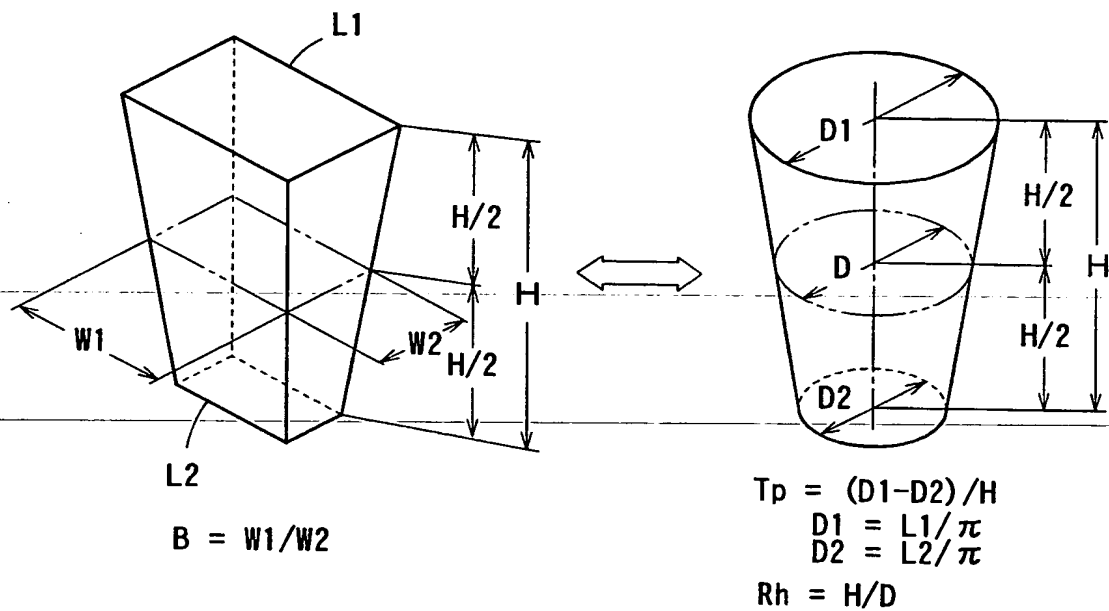
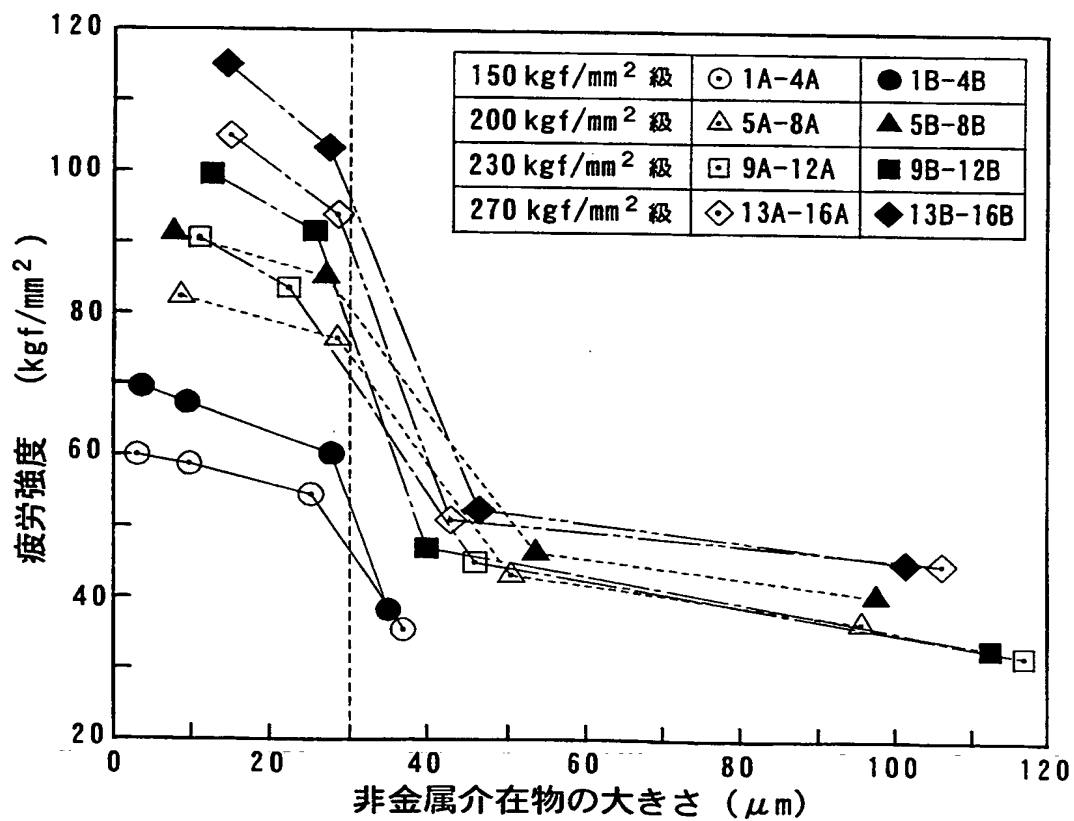


Fig. 10



THIS PAGE BLANK (USPTO)

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP00/01587

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER Int.Cl ⁷ C22C 38/00, 38/14, C21D8/00, B22D7/00		
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) Int.Cl ⁷ C22C 38/00-60, C21D8/00, B22D7/00		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Jitsuyo Shinan Koho 1926-1996 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2000 Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2000 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2000		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP, 1-142022, A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 02 June, 1989 (02.06.89), Table 1 (Family: none)	1-6
Y	JP, 6-248389, A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 06 September, 1994 (06.09.94), Par. Nos. [0011], [0013] (Family: none)	1, 2, 4, 6
Y	JP, 2-163315, A (Kobe Steel, Ltd.), 22 June, 1990 (22.06.90), page 2, lower column (Family: none)	1, 2, 4, 6
Y	JP, 8-269564, A (Nippon Steel Corporation), 15 October, 1996 (15.10.96), Table 2 (Family: none)	1, 2, 4, 6
Y	JP, 59-147746, A (Kawasaki Steel Corporation), 24 August, 1984 (24.08.84), Table 2 (Family: none)	3-6
Y	JP, 10-30107, A (NSK Ltd.), 03 February, 1998 (03.02.98),	3-6
<input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier document but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search 13 June, 2000 (13.06.00)		Date of mailing of the international search report 27 June, 2000 (27.06.00)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office		Authorized officer
Facsimile No.		Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP00/01587

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
	Par. No. [0002] (Family: none)	

国際調査報告

国際出願番号 PCT/JP00/01587

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl.⁷ C22C 38/00, 38/14, C21D8/00, B22D7/00

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl.⁷ C22C 38/00-60, C21D8/00, B22D7/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1926-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2000年
 日本国登録実用新案公報 1994-2000年
 日本国実用新案登録公報 1996-2000年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
Y	J P, 1-142022, A (住友金属工業株式会社), 2. 6 月. 1989 (02. 06. 89), 第1表 (ファミリーなし)	1-6
Y	J P, 6-248389, A (住友金属工業株式会社), 6. 9 月. 1994 (06. 09. 94), 【0011】、【0013】 (ファミリーなし)	1、2 4、6
Y	J P, 2-163315, A (株式会社神戸製鋼所), 22. 6 月. 1990 (22. 06. 90), 第2頁下段 (ファミリーなし)	1、2 4、6
Y	J P, 8-269564, A (新日本製鐵株式会社), 15. 10 月. 1996 (15. 10. 96), 表2 (ファミリーなし)	1、2 4、6

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

13. 06. 00

国際調査報告の発送日

27.06.00

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

小川 武



4 K

9731

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
Y	J P, 59-147746, A (川崎製鉄株式会社), 24. 8 月. 1984 (24. 08. 84), 第2表 (ファミリーなし)	3-6
Y	J P, 10-30107, A (日本精工株式会社), 3. 2月. 1 998 (03. 02. 98), 【0002】 (ファミリーなし)	3-6

EP



PCT

特 許 協 力 条 約

国際調査報告

(法8条、法施行規則第40、41条)
[PCT18条、PCT規則43、44]

出願人又は代理人 書類記号 SS000F05PT	今後の手続きについては、国際調査報告の送付通知様式(PCT/ISA/220)及び下記5を参照すること。	
国際出願番号 PCT/JP00/01587	国際出願日 (日.月.年) 15.03.00	優先日 (日.月.年) 19.03.99
出願人(氏名又は名称) 住友特殊金属株式会社		

国際調査機関が作成したこの国際調査報告を法施行規則第41条(PCT18条)の規定に従い出願人に送付する。
この写しは国際事務局にも送付される。

この国際調査報告は、全部で 4 ページである。

☐ この調査報告に引用された先行技術文献の写しも添付されている。

1. 国際調査報告の基礎

a. 言語は、下記に示す場合を除くほか、この国際出願がされたものに基づき国際調査を行った。

☐ この国際調査機関に提出された国際出願の翻訳文に基づき国際調査を行った。

b. この国際出願は、ヌクレオチド又はアミノ酸配列を含んでおり、次の配列表に基づき国際調査を行った。

☐ この国際出願に含まれる書面による配列表

☐ この国際出願と共に提出されたフレキシブルディスクによる配列表

☐ 出願後に、この国際調査機関に提出された書面による配列表

☐ 出願後に、この国際調査機関に提出されたフレキシブルディスクによる配列表

☐ 出願後に提出した書面による配列表が出願時における国際出願の開示の範囲を超える事項を含まない旨の陳述書の提出があった。

☐ 書面による配列表に記載した配列とフレキシブルディスクによる配列表に記載した配列が同一である旨の陳述書の提出があった。

2. ☐ 請求の範囲の一部の調査ができない(第I欄参照)。

3. ☐ 発明の単一性が欠如している(第II欄参照)。

4. 発明の名称は ☒ 出願人が提出したものを承認する。

☐ 次に示すように国際調査機関が作成した。

5. 要約は ☐ 出願人が提出したものを承認する。

☒ 第III欄に示されているように、法施行規則第47条(PCT規則38.2(b))の規定により国際調査機関が作成した。出願人は、この国際調査報告の発送の日から1カ月以内にこの国際調査機関に意見を提出することができる。

6. 要約書とともに公表される図は、

第 9 図とする。 ☒ 出願人が示したとおりである。

☐ なし

☐ 出願人は図を示さなかった。

☐ 本図は発明の特徴を一層よく表している。

THIS PAGE BLANK (USPTO)

第Ⅲ欄 要約 (第1ページの5の続き)

本発明の第1態様のマルエージング鋼は、質量%でC: 0.01%以下、Ni: 8~19%、Co: 8~20%、Mo: 2~9%、Ti: 0.1~2%、Al: 0.15%以下、N: 0.003%以下、O: 0.0015%以下及び残部Feを本質的成分とし、組織中のTi及びMoの成分偏析比が各々1.3以下とされたものである。また、第2態様のマルエージング鋼は、前記成分からなり、組織中の非金属介在物の大きさが30 μ m以下とされたものである。前記第2態様のマルエージング鋼は、テーパ $T_p = (D_1 - D_2) \times 100 / H$ が5.0~25.0%、高径比 $R_h = H / D$ が1.0~3.0、偏平比 $B = W_1 / W_2$ が1.5以下の鋼塊に適宜の塑性加工を施すことにより容易に得られる。

THIS PAGE BLANK (USPTO)

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C 38/00, 38/14, C21D8/00, B22D7/00

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C 38/00-60, C21D8/00, B22D7/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1926-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2000年
 日本国登録実用新案公報 1994-2000年
 日本国実用新案登録公報 1996-2000年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
Y	J P, 1-142022, A (住友金属工業株式会社), 2. 6 月. 1989 (02. 06. 89), 第1表 (ファミリーなし)	1-6
Y	J P, 6-248389, A (住友金属工業株式会社), 6. 9 月. 1994 (06. 09. 94), 【0011】、【0013】 (ファミリーなし)	1、2 4、6
Y	J P, 2-163315, A (株式会社神戸製鋼所), 22. 6 月. 1990 (22. 06. 90), 第2頁下段 (ファミリーなし)	1、2 4、6
Y	J P, 8-269564, A (新日本製鐵株式会社), 15. 10 月. 1996 (15. 10. 96), 表2 (ファミリーなし)	1、2 4、6

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献
 「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

13. 06. 00

国際調査報告の発送日

27.06.00

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/J P)
 郵便番号100-8915
 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

小川 武



4 K

9731

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

THIS PAGE BLANK (USPTO)

[illegible]

THIS PAGE BLANK (USPTO)



European Patent
Office

**SUPPLEMENTARY
EUROPEAN SEARCH REPORT**

Application Number
EP 00 90 9659

DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT			
Category	Citation of document with indication, where appropriate, of relevant passages	Relevant to claim	CLASSIFICATION OF THE APPLICATION (InCL7)
X	US 3 532 491 A (FLOREEN STEPHEN ET AL) 6 October 1970 (1970-10-06) * column 1, line 59 - column 2, line 7 * * column 3, line 3 - line 24; examples 1-5; table IV *	1	C22C38/00 C22C38/14 C21D8/00 B22D7/00 C22C38/10
Y	* column 9, line 39 - line 45 *	2	
X	DATABASE WPI Section Ch, Week 7435 Derwent Publications Ltd., London, GB; Class A, Page 23, AN 1974-62004V XP002225337	3	
Y	& JP 49 009465 A (CNON KK), 28 January 1974 (1974-01-28) * abstract *	2	
X	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 1998, no. 12, 31 October 1998 (1998-10-31) & JP 10 193038 A (SANYO SPECIAL STEEL CO LTD), 28 July 1998 (1998-07-28) * abstract; examples A-F; table 1 *	1	
A		5	TECHNICAL FIELDS SEARCHED (InCL7) C22C
P,X	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 2000, no. 01, 31 January 2000 (2000-01-31) & JP 11 293407 A (HITACHI METALS LTD), 26 October 1999 (1999-10-26) * abstract *	1,3	
The supplementary search report has been based on the last set of claims valid and available at the start of the search.			
Place of search MUNICH		Date of completion of the search 17 December 2002	Examiner Lilimpakis, E
CATEGORY OF CITED DOCUMENTS			
X: particularly relevant if taken alone Y: particularly relevant if combined with another document of the same category A: technological background O: non-written disclosure P: intermediate document		T: theory or principle underlying the invention E: earlier patent document, but published on, or after the filing date D: document cited in the application L: document cited for other reasons &: member of the same patent family, corresponding document	

EPO FORM 1503 03.92 (P04004)

THIS PAGE BLANK (USPTO)

**ANNEX TO THE EUROPEAN SEARCH REPORT
ON EUROPEAN PATENT APPLICATION NO.**

EP 00 90 9659

This annex lists the patent family members relating to the patent documents cited in the above-mentioned European search report.
The members are as contained in the European Patent Office EDP file on
The European Patent Office is in no way liable for these particulars which are merely given for the purpose of information.

17-12-2002

Patent document cited in search report		Publication date	Patent family member(s)	Publication date
US 3532491	A	06-10-1970	AT 277300 B	29-12-1969
			BE 703095 A	26-02-1968
			DE 1608175 A1	12-11-1970
			FR 1605168 A	16-04-1973
			GB 1142555 A	12-02-1969
			JP 49042767 B	16-11-1974
			SE 323526 B	04-05-1970
JP 49009465	A	28-01-1974	NONE	
JP 10193038	A	28-07-1998	JP 3266823 B2	18-03-2002
JP 11293407	A	26-10-1999	NONE	

THIS PAGE BLANK (USPTO)

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP00/01587

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C 38/00, 38/14, C21D8/00, B22D7/00

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C 38/00-60, C21D8/00, B22D7/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1926-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2000
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2000	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2000

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP, 1-142022, A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 02 June, 1989 (02.06.89), Table 1 (Family: none)	1-6
Y	JP, 6-248389, A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 06 September, 1994 (06.09.94), Par. Nos. [0011], [0013] (Family: none)	1, 2, 4, 6
Y	JP, 2-163315, A (Kobe Steel, Ltd.), 22 June, 1990 (22.06.90), page 2, lower column (Family: none)	1, 2, 4, 6
Y	JP, 8-269564, A (Nippon Steel Corporation), 15 October, 1996 (15.10.96), Table 2 (Family: none)	1, 2, 4, 6
Y	JP, 59-147746, A (Kawasaki Steel Corporation), 24 August, 1984 (24.08.84), Table 2 (Family: none)	3-6
Y	JP, 10-30107, A (NSK Ltd.), 03 February, 1998 (03.02.98),	3-6



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance.	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier document but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search
13 June, 2000 (13.06.00)

Date of mailing of the international search report
27 June, 2000 (27.06.00)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

THIS PAGE BLANK (USPTO)

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP00/01587

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
	Par. No. [0002] (Family: none)	

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(54) MANUFACTURE OF HOMOGENEOUS HIGH CARBON STEEL

- (11) 2-163315 (A) (43) 22.6.1990 (19) JP
 (21) Appl. No. 63-319862 (22) 19.12.1988
 (71) KOBE STEEL LTD (72) HIROMICHI HIRANO(4)
 (51) Int. Cl.⁵. C21D8/02//C22C38/00,C22C38/04

PURPOSE: To manufacture a homogeneous high carbon steel free from segregation and having uniform internal quality by successively subjecting a continuously cast high carbon steel slab or a high carbon steel billet to primary hot working under specified conditions and diffusion treatment by soaking, removing the decarburized surface with a solvent and carrying out reheating and secondary hot working.

CONSTITUTION: A continuously cast high carbon steel slab or a high carbon steel billet contg., by weight, 0.25-0.61% C, 0.15-0.35% Si, 0.60-0.90% Mn, <0.030% P, and <0.035% S is subjected to primary hot working at 1,000-1,300°C and 18-30% draft to press the internal pores and to diffuse the segregated components. The hot worked slab or billet is held at 1,250-1,300°C for ≥ 10 hr to sufficiently diffuse the segregated components by soaking and the decarburized surface layer is removed with a solvent, e.g. by 2-3mm thickness. The slab or billet is then heated again to 1,000-1,300°C and subjected to secondary hot working. A homogeneous high carbon steel having uniform internal quality is manufactured.

(54) MANUFACTURE OF STEEL SHEET FOR ELECTRIC SEAM WELDED STEEL TUBE

- (11) 2-163316 (A) (43) 22.6.1990 (19) JP
 (21) Appl. No. 63-317346 (22) 15.12.1988
 (71) SUMITOMO METAL IND LTD (72) YASUTO FUKADA(1)
 (51) Int. Cl.⁵. C21D8/02//C22C38/00,C22C38/14

PURPOSE: To manufacture a steel sheet for manufacturing an electric seam welded steel tube having superior strength of the weld zone and superior toughness at low temp. by rolling a steel billet having low Si and Al contents under specified conditions and coiling the resulting steel sheet at a specified temp.

CONSTITUTION: A steel billet contg., by weight, 0.09-0.27% C, 0.01-0.17% Si, 0.40-1.75% Mn, <0.020% P, <0.010% S, 0.0005-0.013% Al, <0.005% N, <0.004% O and 0.004-0.07% Ti and/or 0.005-0.06% Nb is heated to 1,100-1,280°C, hot rolled at $\geq 50\%$ total draft in the temp. range of $\geq 1,000^\circ\text{C}$ and finish-rolled in the temp. range of 680-850°C. The resulting steel sheet is cooled at 5-50°C/sec cooling rate and coiled at $\leq 520^\circ\text{C}$. When this steel sheet is used, an electric seam welded steel tube having superior strength of the weld zone and superior toughness at low temp. is obtd.

(54) MANUFACTURE OF ACCELERATEDLY COOLED STEEL SHEET HAVING SMALL RESIDUAL STRESS

- (11) 2-163317 (A) (43) 22.6.1990 (19) JP
 (21) Appl. No. 63-319861 (22) 19.12.1988
 (71) KOBE STEEL LTD (72) KENSABURO TAKIZAWA(3)
 (51) Int. Cl.⁵. C21D8/02

PURPOSE: To manufacture a steel sheet having small residual stress without losing strength increasing effect by accelerated cooling by acceleratedly cooling a hot rolled steel plate from a specified temp. under specified conditions and carrying out rolling with a leveler.

CONSTITUTION: A low carbon steel billet is hot rolled and the resulting steel plate is acceleratedly cooled from (the A_r3 point-70°C) or above at $\geq 3^\circ\text{C/sec}$ cooling rate CR and a finished cooling temp. FCT (°C) satisfying $FCT \leq 500 \log(CR)$ to produce $\geq 15 \text{ kgf/mm}^2$ residual stress in the surface of the steel plate. This steel plate is then rolled with a leveler. An acceleratedly cooled steel sheet having $\leq 10 \text{ kgf/mm}^2$ residual stress, superior strength, toughness, weld crack resistance and superior toughness of the weld heat-affected zone is manufactured.

$$FCT \leq 500 \log(CR)$$

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(54) MANUFACTURE OF SEAMLESS METALLIC BELT

- (11) 1-142022 (A) (43) 2.6.1989 (19) JP
 (21) Appl. No. 62-300483 (22) 27.11.1987
 (71) SUMITOMO METAL IND LTD (72) YASUTAKA OKADA
 (51) Int. Cl. C21D8/00, C22C38/00, C22C38/14, C23C8/26, F16G5/16

PURPOSE: To manufacture a seamless metallic belt excellent in workability, material strength, fatigue strength, and wear resistance by cold-working a seamless steel pipe made of Ni-Co-Mo steel with a specific composition into a metallic belt and then subjecting the above belt to solution heat treatment, ageing treatment, and nitriding treatment.

CONSTITUTION: An ingot of an alloy steel having a composition consisting of, by weight, <0.01% C, <0.05% Si, <0.05% Mn, <0.01% P, <0.01% S, 16~19% Ni, 8~15% Co, 3~6% Mo, 0.3~1.2% Ti, <0.15% Al, <0.0020% N, <0.0015% O, and the balance Fe is hot-extruded into a thick-walled seamless steel pipe, and this pipe is subjected to spinning working so as to be formed into a thin-walled tube stock, which is successively cut into a breadth necessary for a belt. This belt is subjected to solution heat treatment at 800~880°C for 0.5~2hr and, if necessary, to ageing treatment at 420~520°C for 1~6hr, and finally to nitriding treatment at the same temp. in an atmosphere of NH₃ gas alone for 1~10hr.

(54) MANUFACTURE OF WEAR-RESISTANT STEEL PLATE HAVING SUPERIOR BENDABILITY

- (11) 1-142023 (A) (43) 2.6.1989 (19) JP
 (21) Appl. No. 62-302500 (22) 30.11.1987
 (71) KOBE STEEL LTD (72) KENSABURO TAKIZAWA(3)
 (51) Int. Cl. C21D8/02, C22C38/00, C22C38/58

PURPOSE: To easily manufacture a steel plate excellent in bendability, having the required hardness, and also excellent in wear resistance by hot-rolling a steel ingot having a specific composition containing proper amounts of V and then subjecting the resulting hot-rolled plate to hardening treatment from the austenitic range.

CONSTITUTION: A steel ingot having a composition consisting of, by weight, 0.07~0.17% C, 0.05~0.55% Si, 0.70~1.80% Mn, 0.02~0.10% V, 0.0003~0.005% B, 0.01~0.10% Al, and the balance Fe or further containing one or ≥ 2 kinds among 0.05~0.30% Cu, 0.05~0.45% Ni, 0.05~0.20% Cr, and 0.03~0.20% Mo is hot-rolled into a steel plate, which is subjected, in the above high-temp. state or after previously cooled, to reheating and then hardened from the austenitic temp. range of this steel. By this method, the inexpensive steel plate having high surface hardness and superior wear resistance, also having superior bendability, and suitable for civil engineering machinery can be obtained.

(54) METHOD FOR PREVENTING LOCAL CORROSION IN WELD ZONE

- (11) 1-142024 (A) (43) 2.6.1989 (19) JP
 (21) Appl. No. 62-302993 (22) 30.11.1987
 (71) NIPPON STEEL CORP (72) HISASHI INOUE(2)
 (51) Int. Cl. C21D8/02, B23K9/23, C22C38/00, C22C38/16

PURPOSE: To prevent the occurrence of local corrosion in a weld zone in seawater by subjecting a low-alloy steel stock with a specific composition to heat treatment under specific conditions and then welding the above stock by using an Ni-containing welding material.

CONSTITUTION: A steel slab having a composition which contains, as principal components, 0.05~0.12%, by weight, C, 0.1~0.4% Si, 0.8~1.5% Mn, <0.1% Nb, 0.3~1.00% Cu, and 0.30~1.50% Ni and also contains <0.005% S, 0.01~0.05% sol.Al, 0.005~0.01% Ca, <0.05% Ti, and <0.005% N and in which hardenability parameter P at the time of welding represented by an equation 1 is regulated to 0.30~0.45% is heated up to 900~1,200°C and then subjected to controlled rolling at $\geq 700^\circ\text{C}$. The resulting hot-rolled stock is subjected, within 3min after hot rolling, to water cooling down to $\leq 350^\circ\text{C}$ and further to tempering treatment at 550~700°C. By welding this steel stock by using a welding material of 3~6% Ni content, local corrosion in a weld zone in seawater can be prevented.

$$P = C + Si / 20 + Mn / 6 + Cu / 20 + Ni / 20 + Nb / 12 (\%)$$

THIS PAGE BLANK (USPTO)